

# Étude de la relaxation de contraintes résiduelles d'assemblages soudés

H. TRYLA<sup>a</sup>, L. BARRALLIER<sup>b</sup>, L. HERAUD<sup>c</sup>, P. BRISTIEL<sup>d</sup>

- a. MSMP – Arts et Métiers ParisTech – Aix-en-Provence, PSA Groupe– CERM B– Poissy  
[hugo.tryla@mpsa.com](mailto:hugo.tryla@mpsa.com)
- b. MSMP – Arts et Métiers ParisTech – Aix-en-Provence [laurent.barrallier@ensam.eu](mailto:laurent.barrallier@ensam.eu)
- c. MSMP – Arts et Métiers ParisTech – Aix-en-Provence [lorene.heraud@ensam.eu](mailto:lorene.heraud@ensam.eu)
- d. PSA Groupe– CERM B– Poissy [philippe.bristiel@mpsa.com](mailto:philippe.bristiel@mpsa.com)

## Résumé :

*Le soudage par fusion est largement utilisé dans le domaine de l'automobile, notamment pour la réalisation d'organes de liaison au sol (LAS) où 80% des cordons de soudure sont réalisés à clin. Le procédé de soudage MAG (Metal Active Gas) génère de forts gradients microstructuraux à l'origine de champs de contraintes résiduelles influençant la réponse mécanique et la tenue en service des assemblages soudés. Cet article présente l'étude menée sur deux éprouvettes en acier « dual-phase » soudées à clin, l'une brute de soudage et l'autre ayant subi une sollicitation mécanique cyclique. Des analyses métallurgiques et des essais de microdureté ont permis de caractériser les effets du procédé de soudage MAG employé dans la réalisation de ces éprouvettes. Les analyses des contraintes résiduelles de soudage par diffraction des rayons X n'ont pas révélé de différences significatives entre les deux éprouvettes compte tenu des dispersions mesurées liées aux états métallurgiques des éprouvettes. L'étude permet de conclure que l'analyse de la relaxation des contraintes de soudage en fatigue nécessite de mener des essais fatigue interrompus sur une même éprouvette avec les mêmes conditions d'analyse. In-fine, cette approche permettra une meilleure compréhension des phénomènes de relaxation mécanique des contraintes de soudage afin de proposer une modélisation de ceux-ci pour les prendre en compte dans les simulations numériques de tenue en fatigue.*

## Abstract :

*The Gas Metal Arc Welding (GMAW) is widely applied in automobile industry and especially for the assembly of car to ground connecting components where 80% of the welds are lap joints. The fusion welding process creates strong microstructure gradients generating residual stress fields that influence the mechanical response and service life of welded joints. This article presents the study carried out on two lap jointed “dual-phase” steel samples, one just after welding and the second one after cyclic loading. Metallurgical analyzes as well as microhardness tests were carried out in order to characterize the effects of the GMAW process used for assembling the samples. Residual stress analysis using X-ray diffraction do not revealed significant variations between the two specimens due to the metallurgical dispersions between the samples. The study concludes on the need to conduct interrupted fatigue tests on the same representative samples with the same parameters. In fine, this type of approach will allow*

*a better understanding of the mechanical relaxation phenomena of welding stresses to propose a modeling in order to take into account stress relaxation in numerical fatigue simulations.*

**Mots clefs : contraintes résiduelles, soudage, relaxation, diffraction des rayons X, fatigue**

## 1 Introduction

Les aciers « dual-phase » sont employés dans la réalisation d'organes de liaison au sol (LAS) dans le domaine automobile du fait de leur haut niveau de résistance combiné à une ductilité élevée. Les tôles utilisées dans la réalisation des assemblages soudés de LAS peuvent être issues d'un procédé de laminage à froid suivi d'un traitement thermique dit intercritique. L'objectif de ce type de traitement est de réaliser une austénitisation partielle de l'acier dans le domaine biphasé austéno-ferritique ( $\alpha + \gamma$ ) afin de contrôler finement la microstructure, puis de le tremper. Cette trempe a pour but de générer une microstructure complexe avec la présence d'une phase ferritique ( $\alpha$ ), d'une phase martensitique, issue de la transformation displacive de la phase austénitique ( $\gamma$ ) sous chargement thermomécanique et éventuellement d'une phase austénitique résiduelle ( $\gamma$ ), non transformée [1].

Le soudage MAG (Metal Active Gas) est un procédé de soudage par fusion à l'arc sous protection gazeuse active via une électrode fusible composé du métal d'apport. Lors d'une passe de soudure, d'importants gradients thermiques sont générés. Ces flux thermiques sont assimilables à des traitements thermiques localisés qui vont engendrer des dilatations locales du matériau combinées à des transformations de phase du métal de base (MB), fonctions des vitesses de refroidissement. Les régions du MB ayant subi des évolutions métallurgiques sont appelées zones affectées thermiquement (ZAT). Lors du soudage, les pièces sont généralement bridées afin de limiter les distorsions. Des phénomènes d'autobridages des pièces liées à leurs géométries peuvent également se produire pouvant générer des déformations plastiques locales. La combinaison de ces différents facteurs est à l'origine de déformations libres de contraintes, c'est-à-dire, des déformations générées au sein de la matière sans contrainte externe appliquée [2]. Des incompatibilités naissent de l'hétérogénéité de ces déformations et sont à l'origine des contraintes résiduelles. En effet, le champ de déformations libres de contraintes s'accompagne d'une accommodation élastique afin d'assurer la compatibilité de la déformation totale. Ces contraintes, triaxiales et auto-équilibrées, sont généralement de compression au pied de cordon et de traction dans la zone fondue (ZF) dans le cas d'une soudure à clin sur ce type d'acier [3].

Lors de chargements thermomécaniques, les contraintes résiduelles influent sur les propriétés mécaniques des assemblages soudés. Les contraintes résiduelles de traction sont généralement considérées comme non bénéfiques pour la tenue en service de structures mécanosoudées car elles favorisent l'initiation et la propagation de fissures, à l'inverse des contraintes résiduelles de compression. La réalité est souvent bien plus complexe, le type de sollicitation mécanique et les propriétés locales ayant également des influences non négligeables sur la tenue en service.

Dans la littérature, la relaxation des contraintes résiduelles de soudage est attribuée à l'adaptation plastique des assemblages soudés [4][5]. Dans le cas d'un chargement cyclique de traction, le phénomène de relaxation apparaîtrait lorsque la valeur de contrainte résultante de la somme des contraintes résiduelles et de la charge appliquée dépasse la limite d'élasticité locale du matériau (au moins une fois durant la sollicitation cyclique) introduisant de nouvelles incompatibilités modifiant ainsi le champ de contraintes. Au cours d'un chargement cyclique, les niveaux de contraintes évoluent donc

jusqu'à se stabiliser à l'instant où la somme des contraintes résiduelles et de chargement passe sous le seuil de plasticité local, ce dernier pouvant évoluer suivant le taux d'écroutissage subit. Dans plusieurs études menées par Farajian et al, le phénomène de relaxation est observable de manière marquée pendant les premiers cycles de chargements puis se stabilise [5][6].

La diffraction des rayons X est une technique non-destructive qui peut notamment être employée pour le dosage de phase, la détermination de la texture et l'analyse des contraintes résiduelles de soudage. L'intensité des pics de diffraction est proportionnelle au volume de la phase diffractante. Ainsi, le dosage de phase repose sur la comparaison des intensités diffractées par les phases présentes afin d'en déterminer leurs proportions [7].

La texture d'un matériau polycristallin est définie par une orientation préférentielle des grains. Ce phénomène est issu des différents procédés de fabrication employés dans la mise en forme de la matière et génère une anisotropie du matériau. L'évaluation des intensités diffractées permet de déterminer d'éventuelles textures cristallines et cela pour différents plans {hkl} donnés. La projection stéréographique de ces variations d'intensités diffractées permet de construire des figures de pôles caractérisant cette anisotropie [8]. L'analyse de contraintes résiduelles, généralement basée sur la mesure de déformation, nécessite la connaissance des constantes d'élasticité du matériau qui, s'il est texturé, passe par le calcul des fonctions de distribution des orientations [8].

L'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X repose sur la mesure des variations de distances interréticulaires de familles de plans cristallins données. Ces variations de distances sont obtenues à partir de la position des pics de diffraction par la loi de Bragg. Moyennant des hypothèses de surface libre de contrainte, les déformations associées peuvent être calculées par la méthode des  $\sin^2 \Psi$  [2]. Il est alors possible de calculer les pseudo-macro contraintes présentes dans une phase en déterminant les constantes d'élasticité radiocristallographique [8].

Des éprouvettes ont été réalisées dans le cadre d'une étude réalisée chez PSA, portant sur la caractérisation en fatigue d'assemblages soudés soumis à des chargements à amplitude variable [9]. Celles-ci sont issues du soudage MAG à clin de plaques d'épaisseur 3,07 mm pour un jeu de paramètres donné (vitesse d'avance, angle de buse, courant, conditions de bridage, ...). Des éprouvettes, usinées dans des plaques, ont été sollicitées afin d'étudier le comportement en fatigue de ce type de joint soudé. L'objectif de ce travail est de réaliser une étude expérimentale sur la relaxation des contraintes résiduelles de soudage des joints soudés d'une de ces plaques sollicitées mécaniquement.

## 2 Expérimentations

L'acier utilisé dans cette étude est un DP780 dont les caractéristiques mécaniques sont présentées dans le Tableau 1. La composition chimique de l'acier déterminée par spectrométrie d'émission optique est donnée dans le Tableau 2.

Tableau 1 - Caractéristiques mécaniques de l'acier DP780

Module d'Young $E$		210 000
Limite élastique $Re$	MPa	380
Contrainte ultime $Rm$		780

La microstructure du MB a été observée après polissage mécanique et attaque au Nital 2% avec un microscope optique Leitz Aristoplan.

Parallèlement, des filiations de microdureté Knoop ont été réalisées sur les tôles laminées à froid et ayant subi un traitement intercritique. Ces essais de microdureté ont été menés sur les surfaces inférieure et

supérieure d'une tôle à différentes profondeurs à l'aide d'un microduromètre Qness Q10+. Les paramètres d'essais sont regroupés dans le Tableau 3. L'objectif de ce travail sur le MB est de pouvoir évaluer les effets des procédés employés dans la fabrication des tôles qui ont servi à la réalisation des éprouvettes de l'étude.

Tableau 2 - Composition chimique du MB

C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Nb	Al
0,11	0,30	0,89	0,04	0,02	0,65	0,05	0,03

Des dosages de phase, des analyses de la texture ainsi que des analyses de contraintes ont été réalisés par diffraction des rayons X. Les paramètres utilisés pour ces analyses sont donnés Tableau 5. Les figures de pôles ont été réalisées sous le logiciel LaboTex. L'analyse de contraintes a été effectuée en surface et leur évolution jusqu'à une profondeur de 1,5 mm a été observée. L'enlèvement de matière a été fait par polissage électrolytique à base de chlorure d'ammonium afin de ne pas introduire des contraintes durant l'enlèvement de matière.

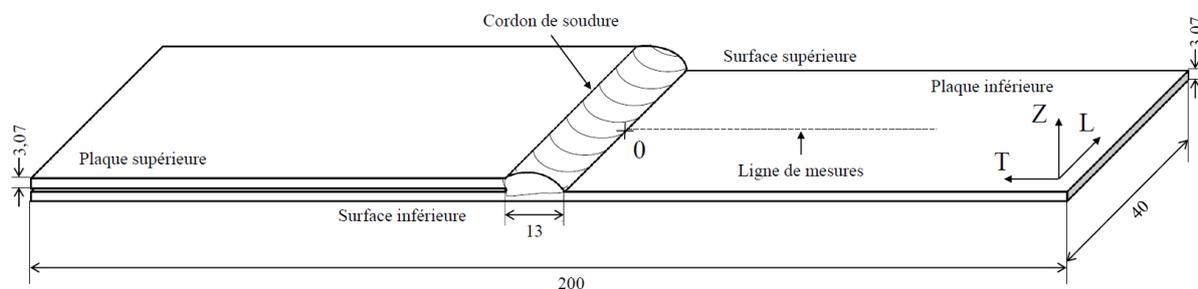


Figure 1 - Epreuve soudée à clin

Les microstructures de la ZAT et de la ZF d'une éprouvette brute de soudage, dont la géométrie est présentée Figure 1, ont été observées par microscope optique via la même méthode que pour le MB. Des cartographies de microdureté Vickers du MB, de la ZAT et de la ZF des éprouvettes non-sollicitée et sollicitée ont été réalisées avec le microduromètre et seront mises en regard avec la microstructure héritée de l'opération de soudage. Les paramètres d'essai sont regroupés dans le Tableau 3. L'objectif est d'identifier les différentes zones affectées par le soudage.

Tableau 3 - Paramètres des essais de microdureté Knoop et Vickers

Type d'essai	Symbole de dureté	Force d'essai (N)	Temps de maintien (s)	Distance centre empreintes (mm)
Knoop	HK 0,05	0,4903	10	0,1
Vickers	HV 0,1	0,9807	10	0,1

Un essai de fatigue polycyclique a été mené au cours de l'étude précédente sur un lot d'éprouvettes soudées à clin [9]. Une éprouvette de cette étude ayant subi un grand nombre de cycles a été étudiée afin d'évaluer l'influence de la sollicitation cyclique sur les propriétés du joint soudé. Les paramètres de sollicitation de cette éprouvette sont présentés Tableau 4.

Tableau 4 - Paramètres de l'essai de fatigue mené sur éprouvette soudée à clin

Rapport de charge	0,1
Effort maximal appliqué	MPa 228
Fréquence	Hz 10
Nombre de cycle avant arrêt de l'essai	5.10 <sup>6</sup>

Ce jeu de paramètres a été choisi dans le cadre de l'étude menée chez PSA et n'a donc pas été sélectionné spécifiquement pour notre étude. Néanmoins, cet essai à grand nombre de cycles est une première approche permettant d'étudier le phénomène de relaxation des contraintes résiduelles de soudage.

Des analyses de contraintes résiduelles issues du soudage à clin des plaques ont été effectuées sur éprouvettes non-sollicitée et sollicitée. Elles ont été réalisées avec un diffractomètre Seifert C3000 et un montage  $\Psi$  suivant les paramètres du Tableau 5. Ces analyses ont été conduites sur la tôle inférieure de l'assemblage suivant la ligne décrite en Figure 1, le pied de cordon étant pris comme origine. Un polissage électrolytique à base de chlorure d'ammonium d'environ 40  $\mu\text{m}$  a été effectué afin d'éliminer les effets de surface issus des procédés de fabrication employés dans la mise en forme des tôles.

Tableau 5 - Paramètres des analyses de texture et de contraintes

Tension/Intensité	40kV/30mA
Anode	Chrome $K\alpha_1 = 0,22897$ ; $K\alpha_2 = 0,22937$
Filtre $K\beta$	Vanadium
Famille de plans	{211} de la ferrite
Surface analysée	$\approx 4 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$
Constantes d'élasticité radiocristallographique <sup>1</sup>	$S_1 = -1,2773 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ ; $\frac{1}{2} S_2 = 5,8320 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$

## 3 Résultats

### 3.1 Matériau de base

La microstructure du métal de base est présentée Figure 2. Des îlots de martensite sont disséminés au sein de la matrice ferritique. Les grains sont de forme allongée et orientés dans le sens du laminage. Une concentration de martensite est observable au centre des tôles sous forme de bandes, orientées dans le sens de laminage en Figure 2 (b). Ce phénomène est fréquent lors du laminage des aciers dual-phase [10].

Les évolutions de microdureté Knoop dans la profondeur d'une tôle de MB sont représentées Figure 3. Ces essais montrent que les microduretés moyennes sont plus faibles en surface de tôle qu'en profondeur, jusqu'à environ 30  $\mu\text{m}$  où la dureté se stabilise. Cet effet de peau est vraisemblablement dû aux procédés de fabrications employés dans la mise en forme des tôles (décarburation éventuelle à vérifier par spectrométrie SDL) et il en sera tenu compte dans les analyses de contraintes sur tôles soudées.

Le dosage de phase par diffractométrie des rayons X a révélé un taux d'austénite résiduelle inférieur à 2%. Ce taux peut atteindre jusque 10% pour les aciers dual-phase commerciaux [11].

Les figures de pôles {110}, {200} et {211} de la pseudo-phase ferritique / martensitique ( $\alpha + \alpha'$ ) du MB, sont présentées Figure 8 (a). Ces analyses ont été conduites à environ 50  $\mu\text{m}$  de la surface de tôle. Elles révèlent une légère texturation dans le sens du laminage avec des indices de texture allant de 0,6 jusqu'à 1,4. Ces faibles taux ont permis de considérer le matériau comme isotrope dans l'analyse des

<sup>1</sup> Ces valeurs pour les plans {211} correspondent à un matériau isotrope (voir discussion §4)

contraintes par diffraction des rayons X. Ceci a été confirmé par un rapport des intensités de pics de diffraction toujours inférieur à 3 conformément à la norme [12].

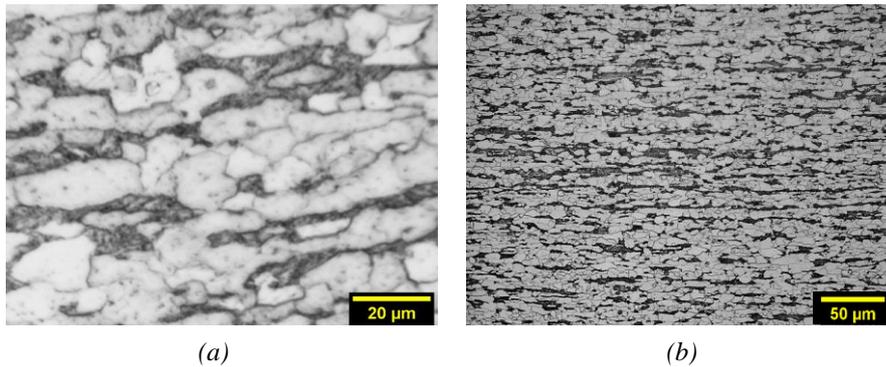


Figure 2 - Microstructure du MB

(a) microstructure ferrito-martensitique - (b) concentration de martensite au centre de la tôle

L'analyse des contraintes résiduelles conduite sur le MB révèle un gradient dans l'épaisseur de la tôle. L'allure du profil est présentée Figure 4. Les contraintes suivant le sens du laminage, notées  $\sigma_{RT}$ , sont de traction et augmentent en fonction de la profondeur. Dans le sens transverse au laminage, les contraintes résiduelles, notées  $\sigma_{RL}$ , sont majoritairement de compression en bord de tôle et de traction au centre.

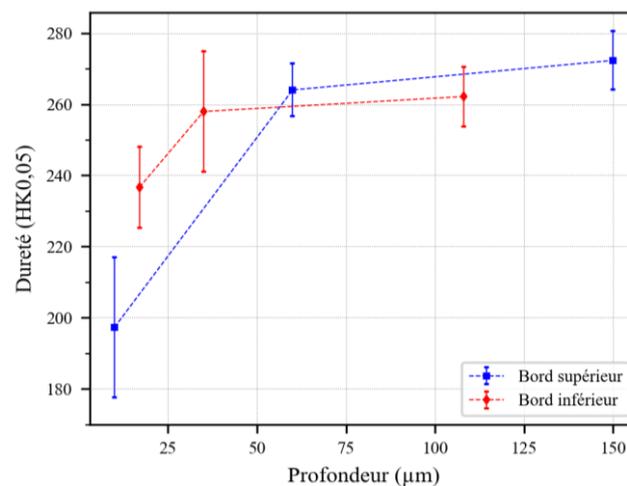


Figure 3 - Evolution des microduretés Knoop dans l'épaisseur du MB

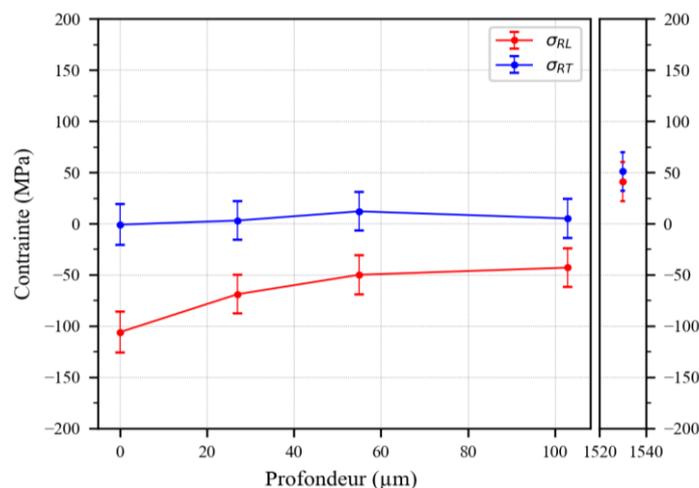


Figure 4 - Evolutions des contraintes résiduelles dans l'épaisseur d'une tôle de MB

### 3.2 Etude des effets métallurgiques et mécaniques du soudage MAG à clin des éprouvettes

Les éprouvettes, issues du soudage à clin de tôles laminées, ont été observées par microscope optique. Les résultats révèlent des évolutions de microstructure au sein du MB jusqu'à la ZF, constituée de métal d'apport et présentant une microstructure bien différente de celle des ZAT et MB. La Figure 5 est une vue macroscopique de l'échantillon observé. Des micrographies ont été effectuées à différentes zones de la ZAT, marqués par les lettres A, B, C et D.

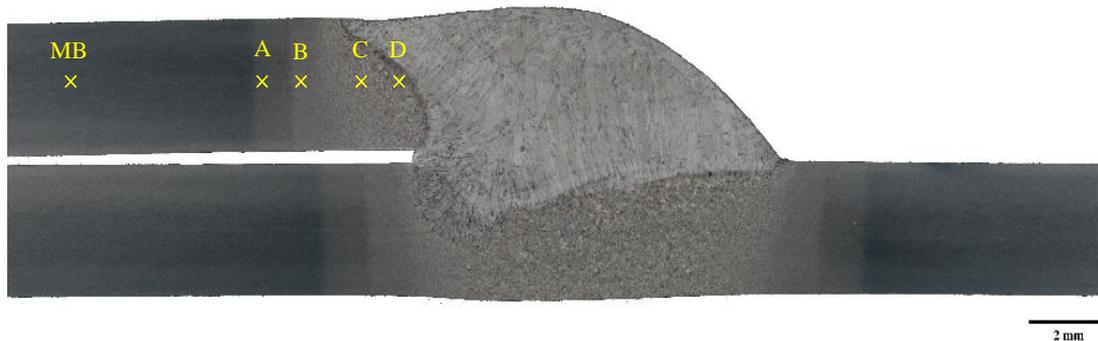


Figure 5 - Vue macroscopique de la soudure à clin après attaque au Nital 2%

La micrographie A de la Figure 6 montre une matrice ferritique semblable à celle du MB. Cependant, les îlots de martensite, initialement présents dans le MB, ont évolués en îlots de martensite revenue. La part de ferrite est ici plus élevée que dans le MB. La micrographie B est dans la continuité de la A avec une proportion de martensite revenue moins élevée. Les micrographies C et D montrent quant à elles des microstructures composées principalement d'une phase bainitique et d'une phase ferritique. L'obtention de ce type de composés s'explique par des températures élevées suivies par des vitesses de refroidissement plus ou moins élevées lors de la passe de soudage.

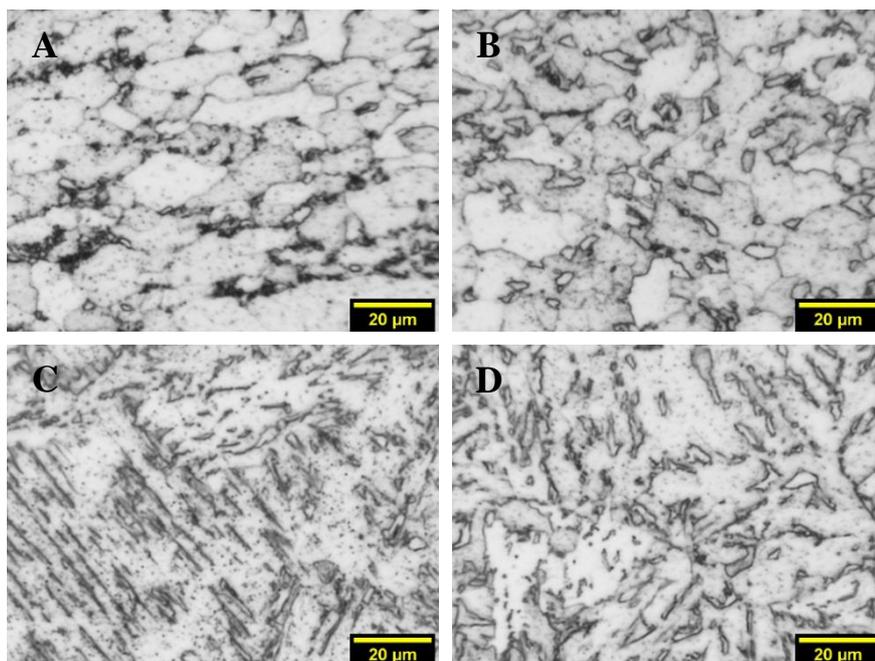


Figure 6 - Microstructures des ZAT aux points A, B, C et D

Les cartographies de microdureté Vickers sont présentées Figure 7. La dureté moyenne relevée dans le MB est de  $225 \pm 8$  HV0,1. Un adoucissement est observable dans les ZAT lointaines des plaques inférieure et supérieure correspondant à une dureté moyenne de  $189 \pm 4$  HV0,1 sur l'éprouvette brute de soudage (a) et sollicitée (b). Cette observation peut être mise en parallèle avec la micrographie A de la Figure 4, où l'on observe une détérioration de la phase martensitique qui, dans le MB, contribue à ses caractéristiques de dureté. Les microduretés les plus élevées se localisent à proximité de la ligne de fusion (LF) qui sépare le MB de la ZF. Cette zone de microduretés élevées est plus étendue sur la plaque inférieure de l'assemblage. Les microduretés moyennes dans ces zones sont de  $239 \pm 9$  HV0,1 pour l'éprouvette (a) et de  $259 \pm 8$  HV0,1 pour l'éprouvette sollicitée (b).

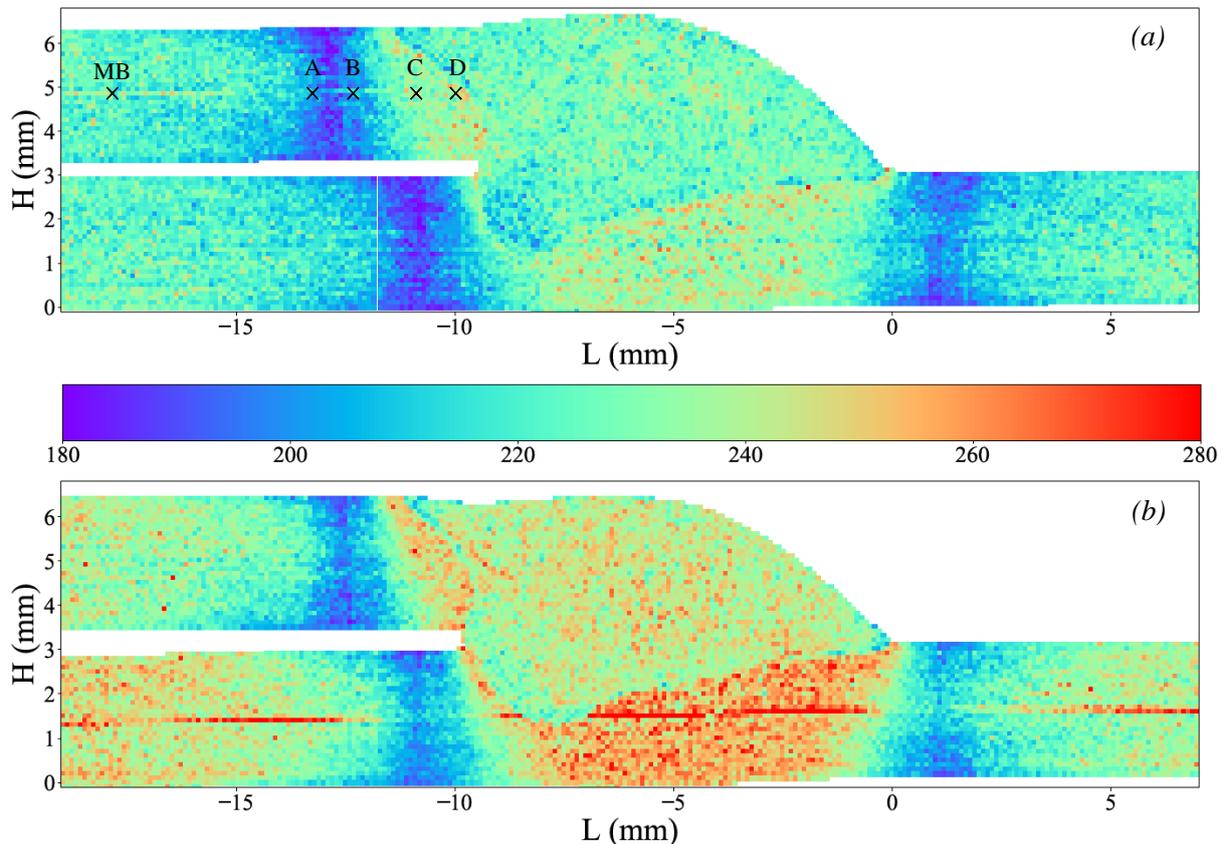


Figure 7 - Cartographies des microduretés Vickers d'éprouvettes soudées à clin non-sollicitée (a) et sollicitée (b)

Cette augmentation de la microdureté est vraisemblablement due à la diminution de la proportion de phase ferritique au profit d'une phase bainitique dont la dureté est généralement plus élevée [13]. Les niveaux de microdureté dans la ZF de l'éprouvette sollicitée sont en moyenne de  $242 \pm 7$  HV0,1 contre  $229 \pm 8$  HV0,1 dans la ZF de l'éprouvette brute de soudage.

A 5,5 mm du cordon, hors de la ZAT, les taux d'austénite résiduelle déterminés au sein des éprouvettes brute de soudage et sollicitée sont inférieurs à 1%, de l'ordre du taux déterminé dans le MB Figure 8 (b). Elles révèlent une orientation préférentielle des plans {110} dans la direction de laminage avec un indice de texture maximum de 8,7.

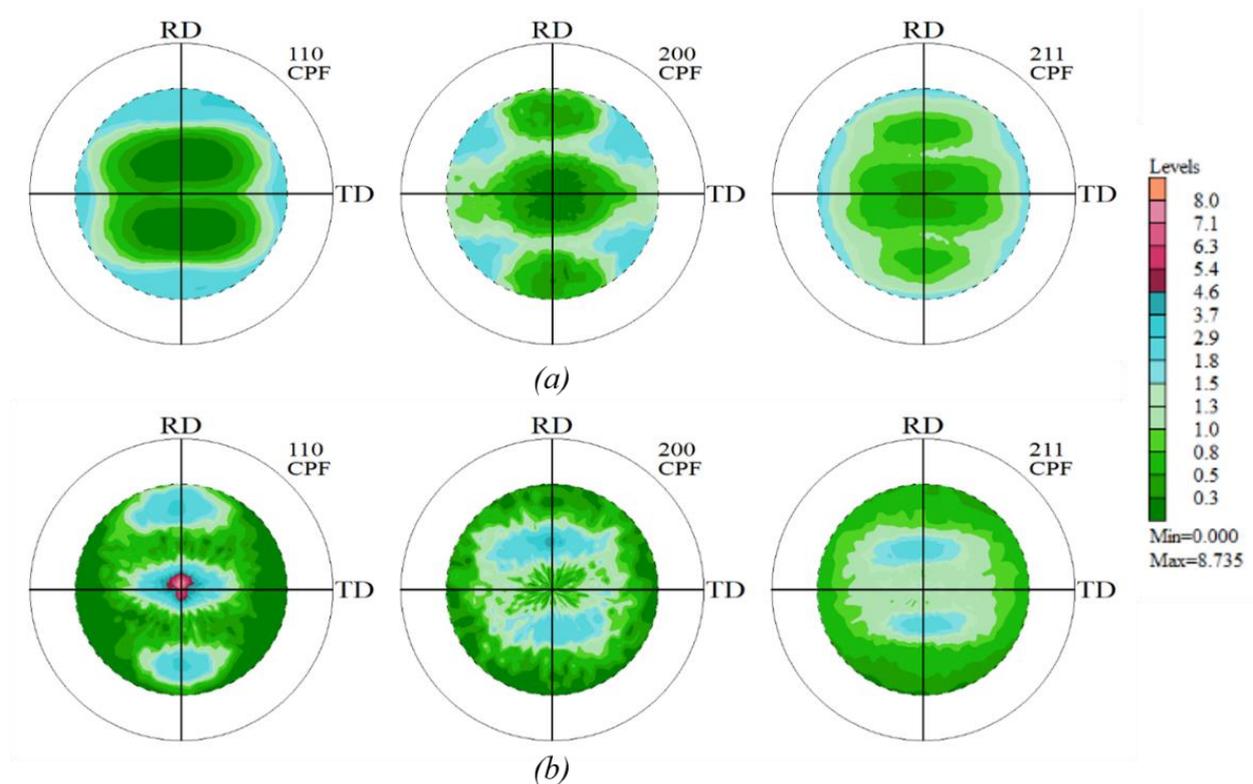


Figure 8 - Figures de pôles  $\{110\}$ ,  $\{200\}$ ,  $\{211\}$

(a) MB à 55  $\mu\text{m}$  de profondeur - (b) éprouvette brute de soudage à 5,5 mm du pied de cordon et 41  $\mu\text{m}$  de profondeur

### 3.3 Analyses de contraintes résiduelles de soudage sur éprouvettes soudées à clin non-sollicitée et sollicitée

Les profils de contraintes résiduelles de soudage des éprouvettes non-sollicitée et sollicitée sont présentés Figure 9 (longitudinal au cordon) et Figure 10 (transverse au cordon).

Les profils de contraintes résiduelles longitudinales et transverses au cordon des deux éprouvettes sont caractéristiques des assemblages soudés avec des variations très importantes dans la ZAT proche du cordon. On distingue une zone de compression en pied de cordon et une zone de contraintes résiduelles de traction dans la ZAT lointaine avant de rejoindre progressivement le niveau de contraintes du MB.

Aux points d'analyses compris entre 1,5 mm et 5,5 mm de distance par rapport au pied de cordon, les niveaux de contraintes résiduelles de soudage longitudinales de traction ou de compression sont moins élevés dans l'éprouvette sollicitée que dans l'éprouvette brute de soudage. Ce phénomène est également observable à 20 mm du pied. De même, dans le sens de la sollicitation cyclique, les contraintes résiduelles observées sur l'éprouvette sollicitée semblent inférieures aux contraintes résiduelles de l'éprouvette brute de soudage

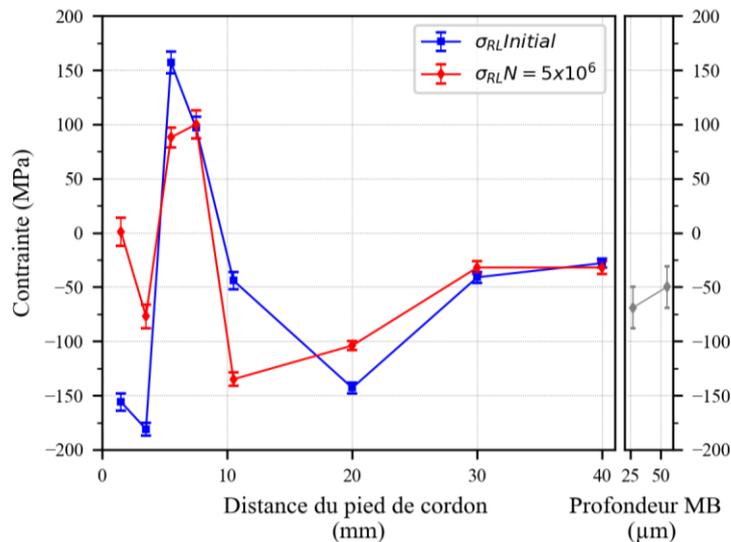


Figure 9 - Evolution des contraintes résiduelles longitudinales de soudage sur éprouvettes non-sollicitée (initial) et sollicitée ( $N = 5 \times 10^6$ )

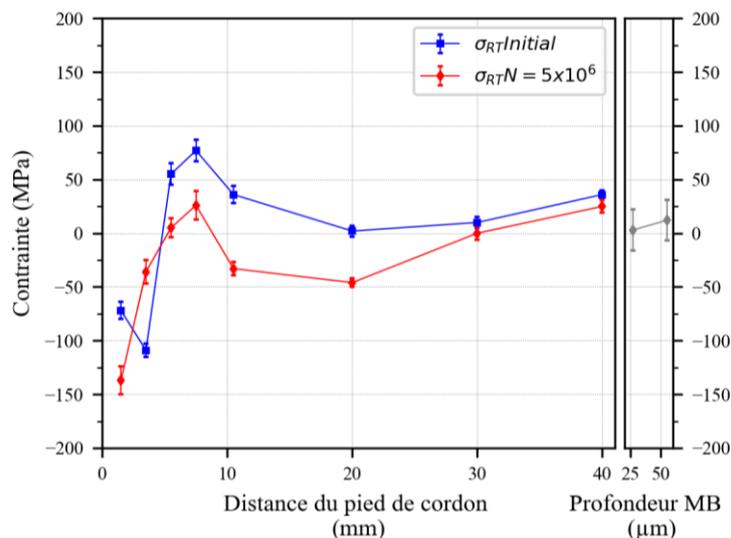


Figure 10 - Evolution des contraintes résiduelles transverses de soudage sur éprouvettes non-sollicitée (initial) et sollicitée ( $N = 5 \times 10^6$ )

## 4 Discussion

Les études menées sur le MB ont permis de caractériser l'état initial de la matière avant l'assemblage à clin des tôles. Dans un premier temps, les résultats de microdureté Knoop ont révélés des effets de peau jusqu'à une profondeur d'environ 30 µm dans l'épaisseur de tôle avec des niveaux de microdureté moins élevés qu'en profondeur. Ces résultats sont concordant avec l'observation au microscope optique présentée Figure 11 qui montre que la phase martensitique est en proportion moindre en surface que pour des profondeurs supérieures à 30 µm. Ceci est très certainement dû à une légère décarburation superficielle de la tôle lors de son élaboration qu'il faudra confirmer par analyse SDL. La Figure 11 présente l'évolution de la proportion de phase martensitique dans la profondeur de tôle. Elle est de l'ordre de 25% pour une profondeur inférieure à 30µm. Au-delà, ce taux passe à environ 32%. Cette

observation permet d'expliquer l'évolution de microdureté, la phase martensitique contribuant à augmenter la dureté de l'acier.

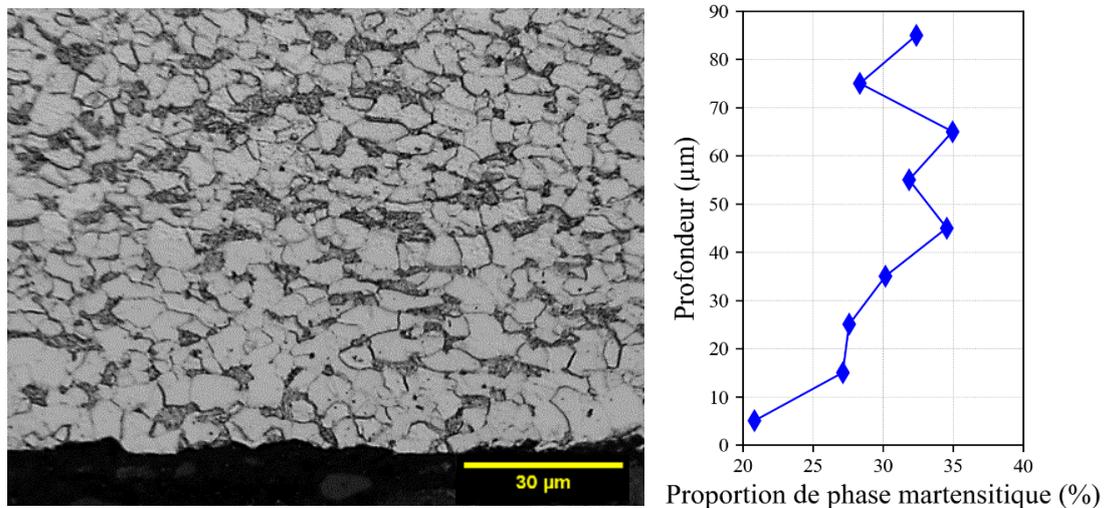


Figure 11 - Micrographie optique de la tôle et évolution de la proportion de phase martensitique dans la profondeur de tôle

L'analyse de la texture du MB a montré que le matériau était légèrement texturé comme le montrent les figures de pôles en Figure 8. Les constantes d'élasticité radiocristallographiques ont été calculées à partir des constantes d'élasticité du monocristal, de la FDO issue des figures de pôles déterminées à 55 µm, d'un calcul d'homogénéisation utilisant une approche de type Kröner-Eshelby et d'un pseudo matériau avec une symétrie orthotrope conforme à celle d'une tôle laminée [14]. Le calcul montre que le matériau est quasiment isotrope, l'analyse des contraintes résiduelles a donc été menée en considérant le MB isotrope. La Figure 4 montre que l'état de contraintes dans la tôle laminée n'est pas nul. En effet, on observe un effet de peau jusque 100 µm. Un équilibrage mécanique a lieu entre les contraintes de compression dans le sens de laminage et les contraintes de traction dans le sens transverse. A cœur, les contraintes sont de traction. Ce type de profil de contraintes résiduelles est typique des aciers de cette famille d'aciers HSLA (High Strength Low Alloy) laminés, il a été par exemple observé sur un acier faiblement allié à haute résistance [15].

Les cartographies de microdureté Vickers réalisées sur les éprouvettes soudées à clin, brute de soudage et sollicitée, permettent d'identifier clairement la ZF, les ZAT et le MB. Les valeurs de microdureté les plus élevées sont localisées en proche de la ligne de fusion (LF) et un adoucissement est observable dans les ZAT les plus éloignées de la ZF. Ces observations peuvent être mises en parallèle des microstructures observées au microscope optique et présentées Figure 6.

Les microduretés dans la ZF sont hétérogènes. Les niveaux les moins élevés sont situés le long de la LF. La solidification du métal d'apport, différent du MB, se fait alors selon une direction préférentielle engendrant une forte texture du matériau dans le cordon [16]. Les phases obtenues dans les ZAT de l'assemblage sont fonctions des cinétiques de refroidissement suivies. Dans le cadre de l'étude, nous n'avons pas accès aux valeurs de ces vitesses de refroidissement car il n'y a pas eu de relevés de températures par thermocouple lors du soudage des tôles. Cependant, il est possible, via le diagramme TRC, de retracer le chemin thermique éventuel suivi par la matière et ainsi comprendre l'obtention des différentes phases observées. La Figure 12 présente le diagramme de transformation en refroidissement continu (TRC) [17].

L'observation des ZAT et le diagramme TRC permettent ainsi de retracer l'histoire thermique du MB lors du soudage.

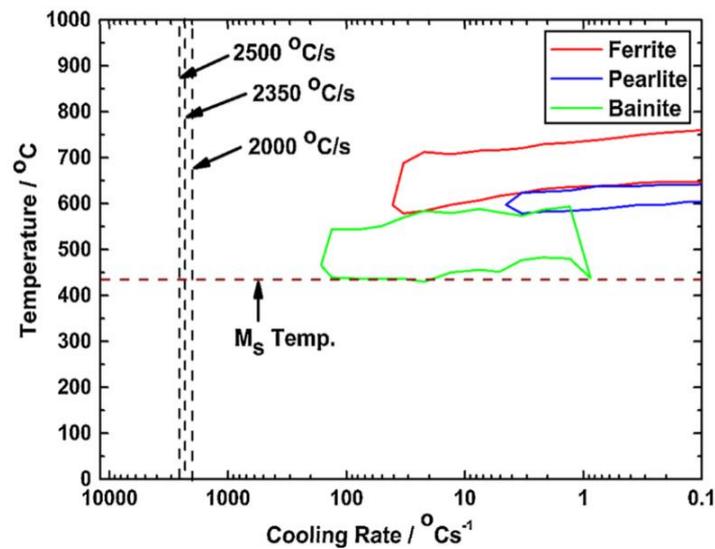


Figure 12 Diagramme TRC de l'acier DP780 [17]

Au point D, au proche de la LF, les températures atteintes sont supérieures à  $A_{C3}$ , le matériau subit alors une austénitisation. Les vitesses de refroidissement mises en jeu sont élevées, jusqu'à environ  $40\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ , et suivent une courbe qui passerait par le domaine bainitique menant à la formation d'un mélange ferrito-bainitique comme observé sur la micrographie D de la Figure 6. Les tailles de grains dans cette zone sont élevées. Au point C, les températures atteintes sont également supérieures à  $A_{C3}$ . Néanmoins, les vitesses de refroidissement sont moindres qu'au point D, la LF étant plus distante. Une plus grande part de l'austénite générée lors de la montée en température est transformée en ferrite, abaissant ainsi le niveau de dureté dans la zone.

Les ZAT lointaines, aux points A et B, sont des zones où les températures atteintes sont inférieures à  $A_{C1}$  combinées à des vitesses de refroidissement lentes de l'ordre de  $5\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Cela génère un revenu de la martensite engendrant un abaissement des niveaux de microdureté. A cause de l'historique thermomécanique des différentes ZAT, les tailles de grain varient fortement suivant leur proximité avec la LF. Ainsi, à distribution de phases proches, la limite d'élasticité locale du MB peut être diminuée dans les zones ayant subi un grossissement du grain (loi de Hall-Petch).

Les dilatations du MB générées à proximité de la source de chaleur peuvent être limitées par les zones subissant une variation de température moindre (effet d'autobridage) ou par le bridage des tôles en supposant des déformations plastiques associées. La combinaison de ces phénomènes contribue à la génération de contraintes résiduelles dans les éprouvettes de l'étude [18][19].

Des déformations viscoplastiques génèrent des contraintes résiduelles de compression au pied de cordon qui atteignent  $-181\pm 6\text{ MPa}$  dans le sens longitudinal et  $-109\pm 6\text{ MPa}$  dans le sens transverse, à 3,5 mm du pied de cordon (Figure 9 et Figure 10). Pour rappel, l'observation des microstructures a montré que la ZAT, à l'endroit où les analyses de contraintes ont été menées, présentait des évolutions de microstructures sur environ 2,3 mm. Au refroidissement, le retrait empêché du MB par le bridage des tôles engendre des contraintes résiduelles de traction dans les sens longitudinal et transversal au cordon, atteignant respectivement  $157\pm 10\text{ MPa}$  et  $97\pm 10\text{ MPa}$ , à 5,5 mm et 7,5 mm du pied de cordon. A 30 mm du pied de cordon, les niveaux de contraintes sont équivalents à ceux déterminés dans l'étude du MB. L'équilibrage mécanique des contraintes résiduelles explique les évolutions observées au-delà de la zone déformée plastiquement. Kong *et al* montrent des profils de contraintes résiduelles similaires pour une

soudure bout à bout et un procédé de soudage différent [20]. J. Lin et *al* montrent, pour un soudage à clin de tôles en acier TS590 plus épaisses, des profils de contraintes résiduelles transverses au cordon exclusivement en compression [3]. Ces différences s'expliquent par les différences de géométries d'éprouvettes et de cordon mis en jeu ainsi que des procédés de soudage employés.

La Figure 13 décrit l'évolution des largeurs intégrales des pics de diffraction dans la phase ferritique au pied de cordon. Ce paramètre peut décrire, dans le cas de matériau quasiment monophasé sans transformation de phases, une évolution microstructurale liée à des déformations plastiques (augmentation de la densité de dislocation par exemple) [2].

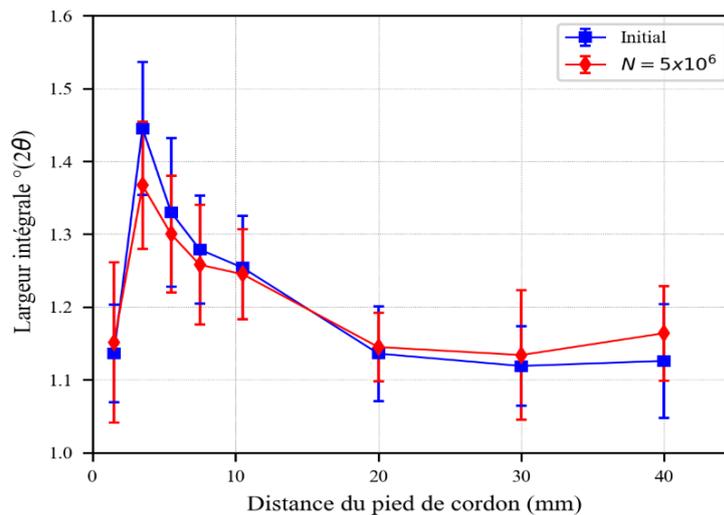


Figure 13 - Largeurs intégrales à mi-hauteur des pics de diffraction dans la phase ferritique

Dans le cas de l'éprouvette non-sollicitée, les pics de diffraction sont plus larges de 3,5 à 10 mm du cordon : la largeur est de 1,1° à 1,5° du pied contre 1,4° à 2° plus loin. Au-delà de 10 mm, les pics s'affinent et tendent vers une valeur proche de 1,1°. Lors du soudage, des cales de bridage ont été placées à 15 mm du cordon. L'augmentation des largeurs de pics peut alors être reliée à une plastification du MB dans la zone entre le cordon et le bridage. Dans cette zone, les niveaux de contraintes résiduelles sont relativement importants (traction ou compression) et sont à rapprocher des contraintes appliquées et d'une éventuelle plastification locale du matériau lors de sollicitations.

Les analyses de contraintes menées sur l'éprouvette ayant subi un essai de fatigue polycyclique pour une contrainte appliquée maximale de 228 MPa sont présentées Figure 9 et Figure 10. Une légère évolution des profils est observable. Néanmoins, ces résultats ne permettent pas de mettre en évidence la relaxation sous chargement cyclique compte tenu des écarts types sur les valeurs expérimentales. En effet, l'état initial des éprouvettes, non-sollicitée et sollicitée, est une donnée essentielle pour l'étude du phénomène de relaxation. Dans le cadre de notre étude, nous ne connaissons pas les niveaux de contraintes initiaux au sein de l'éprouvette sollicitée. Les deux éprouvettes de l'étude ont été réalisées dans les mêmes conditions et avec le même jeu de paramètres de soudage. Néanmoins, il existe des variations inhérentes aux procédés ou aux matériaux employés qui peuvent engendrer des dispersions sur les caractéristiques finales de la pièce. Les cartographies de microdureté présentées Figure 7 mettent cela en évidence. Les niveaux de microdureté de l'éprouvette sollicitée sont plus élevés que ceux de l'éprouvette brute de soudage, et plus particulièrement dans la ZF où pourtant le métal d'apport est déposé selon les mêmes paramètres de soudage. Une augmentation de la microdureté pourrait aussi être due à un éventuel écrouissage local de la zone voisine du pied de cordon, cela ne suffisant toutefois pas à expliquer les différences importantes observées entre les deux éprouvettes.

Au-delà de 30 mm, aucune évolution de contrainte résiduelle entre les deux états n'est observable.

Dans la littérature, le phénomène de relaxation des contraintes résiduelles de soudage est observé dans le sens du chargement et a lieu majoritairement lors des premiers cycles de sollicitation [6][21][22]. Le mécanisme de relaxation est décrit comme une plastification locale due à une superposition des contraintes appliquées et des contraintes résiduelles [5].

La relaxation des contraintes résiduelles de soudage lors de sollicitations mécaniques cycliques ne sont pas toujours importantes, comme le montre ce résultat partiel. Une analyse plus complète permettra de faire la relation entre les évolutions microstructurales observées et l'amplitude des relaxations observées tout en essayant de proposer une modélisation pertinente et prédictive

## 5 Conclusion et perspective

Dans cette étude, différentes analyses expérimentales ont été menées afin d'étudier le phénomène de relaxation des contraintes résiduelles d'un assemblage soudé à clin. Les conclusions sont les suivantes :

- lors du soudage MAG à clin de tôles d'acier DP780, des évolutions métallurgiques et mécaniques ont lieu dans les différentes ZAT de l'assemblage et sont fonctions des géométries mises en jeu ainsi que des paramètres technologiques du procédé de soudage ;
- les gradients des contraintes résiduelles sont très sensibles aux gradients de microstructure et aux incompatibilités de déformation générées par le procédé. Leur analyse demande des précautions importantes, une connaissance approfondie du matériau (texture éventuelle, propriétés mécaniques...) et des conditions expérimentales bien définies (taille du volume sonde / gradients analysé, ...)
- il est nécessaire d'adopter une stratégie expérimentale basée sur des essais de fatigue interrompue afin de suivre les évolutions des contraintes résiduelles (même point d'analyse avec les mêmes paramètres d'analyse). La caractérisation devra être faite sur des éprouvettes représentatives, dans leur état initial à l'issue du soudage et dans les mêmes conditions après des sollicitations cycliques ;
- l'objectif final est de pouvoir identifier clairement les mécanismes de relaxation des contraintes résiduelles de soudage, d'en tirer un modèle et de l'intégrer à des calculs de tenue en fatigue d'assemblages soudés de liaison au sol automobile.

## Références

- [1] G.R. Speich, V.A. Demarest, R.L. Miller, Formation of austenite during intercritical annealing of Dual-Phase steels, *Metallurgical Transactions A*. 12. (1981) 1419-1428
- [2] I.C. Noyan, J.B. Cohen, *Residual stress: measurement by diffraction and interpretation*, Springer, 1987
- [3] J. Lin, N. Ma, Y. Lei, H. Murakawa, Measurement of residual stress in arc welded lap joints by  $\cos\alpha$  x-ray diffraction method, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 243 1 5, (2017) 387-394

- [4] S.J. Maddox, Chapter 2 - Significant features of welds in relation to fatigue, *Fatigue Strength of Welded Structures (Second Edition)*, Woodhead Publishing, 2002, 19-29
- [5] M. Farajian, D. Siegele, Chapter: Welding: Residual Stresses, *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*, Taylor & Francis, 2015
- [6] M. Farajian, T.N. Nitschke-Pagel, K. Dilger, Relaxation of Welding residual stresses - Part II: Under cyclic loading, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*. 7, (2012) 16-26
- [7] AFNOR, Essais non destructifs Diffraction des rayons X appliquée aux matériaux polycristallins et amorphes, NF EN 13925, Octobre 2003
- [8] H. Behnken, V. Hauk, Berechnung der röntgenographischen Elastizitätskonstanten (REK) des Vielkristalls aus den Einkristalldaten für beliebige Kristallsymmetrie, *Z. Metallkde* 77, (1986) 620-626
- [9] Q. Pierron, H. Maitournam, I. Raoult, B. Delattre, Mise en œuvre d'indicateurs physiques d'endommagement localisé pour les assemblages soudés, 13<sup>e</sup> colloque national en calcul des structures, Giens, Var, France, 2017
- [10] G.R. Speich, R.L. Miller, Mechanical properties of ferrite-martensite steels, *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, The Metallurgical Society of AIME, New Orleans, 1979
- [11] N.C. Goel, S. Sangal, K. Tangri, A theoretical model for the flow behavior of commercial dual-phase steels containing metastable retained austenite: Part I. Derivation of flow curve equations, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 16 (1985) 2013–2021
- [12] AFNOR, Essais non destructifs Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, NF EN 15305, Avril 2009
- [13] A. Ramazani, K. Mukherjee, A. Abdurakhmanov, U. Prahl, M. Schleser, U. Reisgen, W. Bleck, Micro-macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel, *Materials Science & Engineering*, A. 589, (2014) 1-14
- [14] M. François, J.M. Sprauel, J.L. Lebrun, Construction of a pseudo-material representative of a real textured material from ODF or direct pole figures. *Texture, Stress, and Microstructure*, vol. 14, (1991) 169-174
- [15] D.J. Quesnel, M. Meshii, J.B. Cohen, Residual stresses in high strength low alloy steel during low cycle fatigue, *Materials Science and Engineering*, vol. 36, Issue 2, (1978) 207-215
- [16] K. Easterling, Chapter 2 - The weld metal, *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding (Second Edition)*, Butterworth-Heinemann, 1992, 55-125
- [17] J. Kundu, T. Ray, A. Kundu, M. Shome, Effect of the laser power on the mechanical performance of the laser spot welds in Dual Phase steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 267, (2019) 114-123
- [18] C. Bouhelier, J. Lu, Mesures de contraintes résiduelles dans les soudures, Méthodes disponibles, exemples d'applications, CETIM (Ed.), *Les contraintes résiduelles dans les constructions soudées*, Senlis, France, 1987, pp. 23–43
- [19] T. Nitschke-Pagel, H. Wohlfahrt, Residual stresses in welded joints – Sources and Consequences. *Materials Science Forum*, 2002, 404-407, 215-226
- [20] F. Kong, R. Kovacevic, Measurement of surface residual stresses and testing mechanical properties of high-strength steel butt joints obtained by hybrid laser/gas metal arc welding, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 48(7), (2013) 437–445
- [21] Z. Qian, S. Chumbley, T. Karakulak, E. Johnson, The residual stress relaxation behavior of weldments during cyclic loading, *Metallurgical and Materials Transactions A.*, vol. 44, (2013) 3147-3156
- [22] Q. Wang, X. Liu, Z. Yan, Z. Dong, D. Yan, On the mechanism of residual stresses relaxation in welded joints under cyclic loading, *International Journal of Fatigue*, vol. 105, (2017) 43-59